第51卷 第4期 2015年4月 第400-406页
金属学报 ACTA METALLURGICA SINICA
Vol.51 No.4 Apr. 2015 pp.400-406

基于固有耗散的FV520B钢高周疲劳性能研究*

郭 强[1)] 郭杏林[1)] 樊俊铃[2)] 吴承伟[1)]

1) 大连理工大学工业装备结构分析国家重点实验室, 大连 116024
2) 中国飞机强度研究所, 西安 710065

摘 要 基于固有耗散理论和计算模型, 对FV520B钢的高周疲劳性能进行了较为系统的实验研究. 结果表明, 随着施加的交变应力幅的增大, FV520B钢的固有耗散也不断增大. 其变化规律的拐点对应于固有耗散产生机制的转变, 从单纯地由材料微结构的可逆运动(位错线在强钉扎点之间的摆动)引起, 到由材料微结构的可逆运动和不可逆运动(永久滑移的产生、强钉扎点的脱钉以及位错的增殖)共同引起. 并且, 固有耗散拐点的应力幅值就是导致材料疲劳损伤累积的临界应力幅值, 即疲劳极限. 另外, 实验还表明, FV520B钢在等幅交变应力下具有相对稳定的损伤演化速率, 且损伤演化速率由应力幅值决定, 与加载次序无关; 每一周加载造成的疲劳损伤也不受加载频率的影响. 当FV520B钢在疲劳过程中累积的与微结构不可逆演化相关的固有耗散部分达到一个临界值时, 材料即发生疲劳断裂, 且这个临界值是一个与加载历史无关的材料常数.

关键词 FV520B钢, 固有耗散, 高周疲劳, 微结构运动

中图法分类号 TG113.2, TG142.7 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2015)04-0400-07

RESEARCH ON HIGH-CYCLE FATIGUE BEHAVIOR OF FV520B STEEL BASED ON INTRINSIC DISSIPATION

GUO Qiang[1)], *GUO Xinglin*[1)], *FAN Junling*[2)], *WU Chengwei*[1)]

1) State Key Laboratory of Structural Analysis for Industrial Equipment, Dalian University of Technology, Dalian 116024

2) Aircraft Strength Research Institute, Xi'an 710065

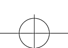
Correspondent: GUO Xinglin, professor, Tel: (0411)84707542, E-mail: xlguo@dlut.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (No.11072045) and National Basic Research Program of China (No.2011CB706504)

Manuscript received 2014-10-08, in revised form 2014-12-15

ABSTRACT Systemic experimental research was carried out on high-cycle fatigue behavior of FV520B steel based on the theory and calculation model of intrinsic dissipation. The experiment results show that the intrinsic dissipation of FV520B steel increases with the increase of the applied stress amplitude. Generally, the inflection point of intrinsic dissipation corresponds to the transition of the generation mechanism of intrinsic dissipation: from the reversible motion of the microstructure (the swing of dislocation lines between strong pinning points) to the combined effects of the reversible and irreversible motion of the microstructure (the generation of permanent slip, the unpinning from strong points and the multiplication of dislocation). And the stress amplitude corresponding to the inflection point is just the critical stress value inducing fatigue damage accumulation. Moreover, the results also indicate that FV520B steel subjected to constant stress amplitude keeps a relatively steady rate related to the applied stress amplitude and independent of the loading sequences. Additionally, the loading frequency has no effect on the fatigue damage per loading cycle. Fatigue failure will occur once the amount of the intrinsic dissipa-

*国家自然科学基金项目11072045和国家重点基础研究发展计划项目2011CB706504资助
收到初稿日期2014-10-08, 收到修改稿日期2014-12-15
作者简介: 郭 强, 男, 1988年生, 博士生
DOI: 10.11900/0412.1961.2014.00546



tion, due to the irreversible motion of the microstructure, accumulates to a threshold value. And the energy threshold is found to be independent of the loading history.

KEY WORDS FV520B steel, intrinsic dissipation, high-cycle fatigue, microstructure motion

FV520B钢是英国Firth-Vickers材料研究室在原FV520钢的基础上研究开发的一种新型低碳马氏体沉淀硬化不锈钢. 它不仅具有较高的强度和韧性, 而且还具有良好的耐腐蚀性和焊接性[1], 因而被广泛应用于航空航天、石油化工等领域的工业装备制造中. 关于FV520B钢的力学性能已经开展了大量研究[2~4], 但主要还是集中在强度、塑性、韧性等方面, 针对FV520B钢高周疲劳性能的研究则相对较少. 然而, 随着工业的迅速发展, 疲劳设计已经成为产品研发的重要方面. 因此, 开展FV520B钢高周疲劳性能的研究具有重要的科学价值和现实意义[5,6].

作为一个不可逆的热力学过程, FV520B钢的高周疲劳必然引起能量的耗散, 而基于固有耗散的能量方法则是材料高周疲劳性能研究的重要方法之一. 借助高精度红外测温设备对受载试件表面温度进行监测记录, 通过数据处理得到与材料疲劳损伤有关的能量信息, 是利用能量方法研究高周疲劳问题的一个重要思路[7,8]. 文献[9~11]把得到的温度信号在时间和空间上同时进行局部拟合, 并结合所建立的薄板试件局部热传导方程, 实现了不同热源之间的分离. Connesson等[12,13]将同步载荷信号导入, 消去了温度信号中热弹性效应的干扰, 并设立参考试件, 抵消了外界环境变动的影响, 从而较精确地测定出加载初始若干周次的耗散能. 文献[14~17]利用加载中止时试件的温度变化计算出相应载荷下的能量耗散, 并以此为指标对疲劳寿命进行了评估. 与此同时, 国内许多学者也进行了大量相关研究. 童小燕等[18,19]和姚磊江等[20]分析了疲劳过程中能量耗散与表面微观结构演化之间的相关性, 并建立了基于能量耗散的损伤模型. 曾伟等[21]和李源等[22]计算了不同应力幅值下与高周疲劳损伤相关的单个循环内耗散能, 并拟合出耗散能-疲劳寿命曲线. Zhang等[23]和Liu等[24]阐述了高周疲劳过程中温度的演变机理. 文献[25~27]构建了一种基于受载试件表面温升一维双指数回归的固有耗散计算模型, 并在此基础上提出了一种快速评估材料疲劳性能的能量方法.

本工作基于固有耗散理论和计算模型, 对FV520B钢的高周疲劳性能进行较为系统地实验研究, 并结合Granato-Lücke位错钉扎模型和Frank-Read位错增殖理论等对实验结果进行分析讨论, 以期进一步完善相关理论与方法, 并为FV520B钢的工程应用提供高周疲劳数据支持.

1　理论模型

1.1　固有耗散理论

根据连续介质热力学的基本观点, 材料的高周疲劳可以作为一个准静态不可逆的热力学过程进行研究. 为了准确描述该过程, 所选取的状态变量不仅包含热力学温度 T 和应变张量 ε, 还包含一组用来刻画物质内部非平衡耗散过程的附加状态变量, 即内变量 α_n (n=1, 2, ⋯, n). 结合热力学第一、第二定律, 并引入单位质量上的Helmholtz自由能 ψ, 材料在高周疲劳过程中的局部状态方程可表示为[9~11]:

$$\rho C\dot{T}-\mathrm{div}(k\ \mathrm{grad}\,T)=\underbrace{\sigma:\dot{\varepsilon}-\rho\frac{\partial\psi}{\partial\varepsilon}:\dot{\varepsilon}-\rho\frac{\partial\psi}{\partial\alpha}\cdot\dot{\alpha}}_{d_1}+\underbrace{\rho T\frac{\partial^2\psi}{\partial T\partial\varepsilon}:\dot{\varepsilon}}_{s_{\mathrm{the}}}+\underbrace{\rho T\frac{\partial^2\psi}{\partial T\partial\alpha}\cdot\dot{\alpha}}_{s_{\mathrm{ic}}}+r_{\mathrm{e}}\quad(1)$$

式中, r_{e} 为外部体积热源; σ 为Cauchy应力张量; ρ, C 和 k 分别为材料的密度、比热容和导热系数; 参量顶标“•”表示相应变量的物质导数. 方程(1)左端第一项 $\rho C\dot{T}$ 为由温度变化表征的热量存储(或释放)速率, 第二项 $-\mathrm{div}(k\ \mathrm{grad}\,T)$ 为由热传导作用引起的热量损失. 右端前三项 $\sigma:\dot{\varepsilon}$, $-\rho\frac{\partial\psi}{\partial\varepsilon}:\dot{\varepsilon}$ 和 $-\rho\frac{\partial\psi}{\partial\alpha}\cdot\dot{\alpha}$ 共同表示由固有耗散引起的热源 d_1 (简称固有耗散); 第四项 $\rho T\frac{\partial^2\psi}{\partial T\partial\varepsilon}:\dot{\varepsilon}$ 为热弹性源 s_{the}; 第五项 $\rho T\frac{\partial^2\psi}{\partial T\partial\alpha}\cdot\dot{\alpha}$ 为由内变量与温度耦合引起的热源 s_{ic}.

其中, 固有耗散 d_1 本质上是高周疲劳过程中单位时间内非热传导引起的熵产部分的能量表现形式[9~11,28,29]:

$$d_1=T\left(\rho\dot{s}-\mathrm{div}\left(\frac{k\ \mathrm{grad}\,T}{T}\right)-\frac{k\ \mathrm{grad}\,T}{T^2}\cdot\mathrm{grad}\,T\right)=T(\eta-\eta_2)=T\eta-d_2\quad(2)$$

式中, $\dot{s}$ 为熵增速率; $\eta=\rho\dot{s}-\mathrm{div}\left(\frac{k\ \mathrm{grad}\,T}{T}\right)$ 表示熵产生率; $\eta_2=\frac{k\ \mathrm{grad}\,T}{T^2}\cdot\mathrm{grad}\,T$ 表示熵产生率中由热传导引起的部分, 且这部分熵产生率的能量表现形

式 $d_2 = T\eta_2$ 被称为热耗散. 根据 Clausius-Duhem 不等式, 熵产生率作为该不可逆过程进行情况的定量客观表征, 其值恒大于零, 且固有耗散 d_1 也恒大于零. 由于材料内部不可避免地存在一些缺陷(如空位、位错、晶界等), 所以即使在较低的交变应力作用下, 其微结构仍会发生不可逆转的演变(位错的交截、增殖、塞积等), 从而引起材料的熵产生, 表现为材料的固有耗散. 这便使得固有耗散对材料的微结构变化具有很高的敏感性. 正是这些持续的不可逆的微结构变化, 造成了材料的疲劳损伤, 进而引起了最终疲劳断裂的发生. 因此, 以固有耗散来表征材料的疲劳损伤过程具有明确的物理意义. 然而值得说明的是, 固有耗散并非只由材料微结构的不可逆改变引起; 实际上, 在交变应力作用下溶质原子的应力感生有序、晶界的黏性摩擦以及位错线的小幅振荡都会造成材料的固有耗散, 然而这些效应并不引起材料微结构的不可逆变化, 因此对疲劳损伤不起实质性作用.

1.2 固有耗散计算模型

作为一个不可逆的能量耗散过程, 材料的高周疲劳必然引起自身的温度变化. 大量的疲劳实验表明, 当施加的交变应力在屈服极限以下时, 材料的温度变化将呈现 3 个阶段: 初始温升阶段、温度稳定阶段和断裂前快速温升阶段. 其中, 温度稳定阶段占据了整个疲劳寿命的 90%左右. 该阶段材料的产热量与由热传导、热对流和热辐射等效应带来的散热量始终保持动态平衡, 温度仅在热弹性效应下呈现与载荷同频的周期起伏. 通过方程(1), 并进行一些合理假设, 可以得到细长薄板试件在标距内的一维热传导方程:

$$\rho C\left(\frac{\partial\theta(x,t)}{\partial t}+\frac{\theta(x,t)}{\tau_{\rm th}^{\rm 1D}}\right)-k\left(\frac{\partial^2\theta(x,t)}{\partial x^2}\right)= s_{\rm the}(t)+d_1(t) \tag{3}$$

式中, t 为时间; x 为坐标值; $\theta = T - T_0$ (T_0 为初始温度)为高周疲劳过程中试件的温升值; $\tau_{\rm th}^{\rm 1D}$ 为时间常数, 用来表征试件表面与外界环境进行热交换的能力(热对流和热辐射等). 在一定数量的循环周期内, 对方程(3)在时间域上进行平均, 可得:

$$\rho C\left(\hat{\theta}(x)+\frac{\bar{\theta}(x)}{\tau_{\rm th}^{\rm 1D}}\right)-k\left(\frac{\partial^2\bar{\theta}(x)}{\partial x^2}\right)=\bar{s}_{\rm the}+\bar{d}_1 \tag{4}$$

式中, 参量上标"－"代表对应变量在该时间域上的平均, $\hat{\theta}$ 代表温度变化率 $\frac{\partial\theta}{\partial t}$ 在该时间域上的平均值. 当试件处于温度稳定阶段时, 温度变化率 $\frac{\partial\theta}{\partial t}$ 和热弹性源 $s_{\rm the}$ 在整数个加载周期内的累积结果均为零, 即: $\hat{\theta}=0$, $\bar{s}_{\rm the}=0$. 因此, 方程(4)可简化为一个关于 x 的二阶常系数线性微分方程:

$$\rho C\frac{\bar{\theta}(x)}{\tau_{\rm th}^{\rm 1D}}-k\frac{\partial^2\bar{\theta}(x)}{\partial x^2}=\bar{d}_1 \tag{5}$$

其通解可表示为:

$$\bar{\theta}(x)=P_1\exp\left(x\sqrt{\frac{\rho C}{k\tau_{\rm th}^{\rm 1D}}}\right)+P_2\exp\left(-x\sqrt{\frac{\rho C}{k\tau_{\rm th}^{\rm 1D}}}\right)+\frac{\tau_{\rm th}^{\rm 1D}\bar{d}_1}{\rho C} \tag{6}$$

式中, P_1 和 P_2 为任意常数. 式(6)表明, 在高周疲劳过程中, 连续若干个整周期的温升平均值 $\bar{\theta}(x)$ 在试件标距范围内呈双指数函数形式分布:

$$\bar{\theta}(x)=C_1e^{rx}+C_2e^{-rx}+C_3 \tag{7}$$

式中, C_1 和 C_2 为温度边界条件决定的系数, r 为试件表面与外界环境的热交换性能决定的参数, C_3 为这种热交换性能与材料的固有耗散共同决定的系数. 根据温升平均值 $\bar{\theta}(x)$ 的此分布形式, 在该时间域内的固有耗散平均值为:

$$\bar{d}_1=kr^2C_3 \tag{8}$$

值得说明的是, 本实验研究是以每次循环加载结束前的 15 s 作为时间域进行固有耗散平均计算的, 并以此作为该工况下材料的固有耗散.

2 实验方法

2.1 实验材料

实验材料为经碱性电炉冶炼再经电渣重熔后的 FV520B 马氏体沉淀硬化不锈钢板, 其主要化学成分(质量分数, %)为: C 0.02~0.07, Si 0.15~0.70, Mn 0.3~1.0, Cr 13.0~14.5, Ni 5.0~6.0, Cu 1.3~1.8, Nb 0.25~0.45, S≤0.025, P≤0.03, Mo 1.3~1.8, Fe 余量. 为了提高 FV520B 钢的机械加工性能, 须对板材进行热处理. 具体工艺流程为: 第 1 步, 固溶化处理(1050±10) ℃保温 1 h 后空冷; 第 2 步, 中间调整处理(850±10) ℃保温 2 h 后油冷; 第 3 步, 时效处理(480±10) ℃保温 3 h 后空冷. 通过拉伸实验得到此时的材料强度极限 $\sigma_{\rm b}=1343$ MPa 和屈服极限 $\sigma_{0.2}=1095$ MPa. 此外, 为了准确计算疲劳过程中的固有耗散, 还实验测定了材料的导热系数 k=15 m^{-1}·K^{-1}.

实验所用试件均取自同一块 5 mm 厚的钢板, 其长度方向与钢板的轧制方向保持一致, 试件尺寸如图 1 所示. 实验前, 用细砂纸对试件表面进行打磨, 尤其棱角边缘部分, 以减小应力集中, 降低机械加工带来的影响. 由于实验采用红外热像仪来记录试件表面温度, 因此为了提高热辐射率, 在试件表

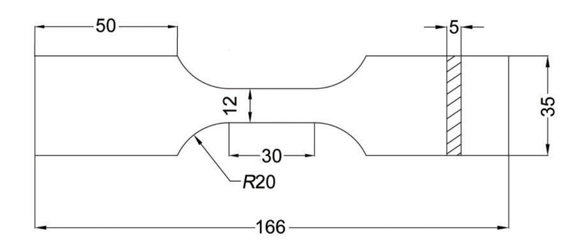


图1 试件几何尺寸示意图

Fig.1 Schematic of dimensions of specimen (unit: mm)

面喷涂一层黑色亚光漆.

2.2 实验方法

在稳定的实验室环境中, 利用MTS810液压伺服试验机对试件进行单轴正弦循环加载实验. 实验采用应力控制模式, 应力比 $R=-1$ 保持不变. 通过Cedip Jade III红外热像仪对加载过程中试件表面的温度变化进行实时全场观测. 该红外热像仪的响应光谱范围为3~5 μm, 在25 ℃时的热分辨率可达0.005 ℃, 噪声等效温差(NETD)仅为0.02 ℃. 为了保证实验过程中受载试件具有相对稳定的温度边界条件, 利用循环冷却水对试验机的夹头持续进行冷却处理, 并利用小型风扇对受载试件表面持续进行单方向吹风, 以使其处于一个较稳定的空气流场中.

实验均采用分级加载的方式进行, 在每一级载荷下循环 1×10^4 cyc, 然后停止加载, 待试件冷却至室温后再进行下一级别的加载实验. 红外热像仪仅记录每一级加载开始前5 s (用于初始温度的计算)和结束前15 s (用于平均固有耗散的计算)的试件表面温度情况. 加载开始前5 s和结束前15 s, 试件均达到与外界环境的热平衡状态, 温度保持相对稳定. 具体的实验加载方式如下:

(1) 为了研究不同应力幅下FV520B钢高周疲劳损伤情况, 对同一根新试件在10 Hz下进行阶梯式分级加载实验, 第一级载荷的应力幅为 $\sigma_a=220$ MPa, 第二级为 $\sigma_a=230$ MPa, 以此类推, 每级增加10 MPa, 直到最后一级载荷应力幅 $\sigma_a=440$ MPa, 如图2a所示.

(2) 为了研究加载次序对FV520B钢高周疲劳损伤的影响, 对同一根新试件在10 Hz下进行7个序列的分级加载实验, 每个序列的实验依次进行4个级别加载, 应力幅 σ_a 分别为300, 320, 380和400 MPa, 如图2b所示.

(3) 为了研究加载频率对FV520B钢高周疲劳损伤的影响, 分别在5, 7.5, 10, 12.5, 15, 17.5和20 Hz下进行分级加载实验, 每次实验都依次进行5个级别加

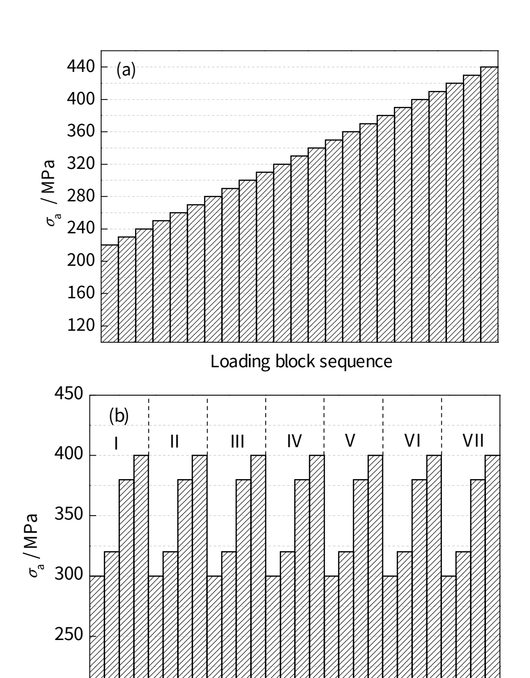


图2 加载过程图谱

Fig.2 Loading procedure (σ_a —stress amplitude)

(a) stepwise loading

(b) iterative four-stage loading

载, 应力幅 σ_a 分别为300, 320, 340, 360和380 MPa.

另外, 为了研究FV520B钢在整个疲劳寿命中的损伤演化情况, 在10 Hz下对2根新试件进行间歇式恒幅加载实验, 应力幅 σ_a 分别为380和400 MPa, 每 1×10^4 cyc进行一次停顿, 待冷却至室温后再继续进行加载, 如此往复, 直到试件发生疲劳断裂. 红外热像仪记录每次继续加载前5 s和加载停顿前15 s的试件表面温度情况.

3 实验结果与分析

通过对实验过程中采集的热像数据进行处理, 可以得到每一级循环加载结束前15 s的温升平均值 $\bar{\theta}(x)$, 然后利用双指数函数模型对其进行回归分析, 确定回归方程. 利用回归方程中的参数, 通过式(8)进行简单运算, 从而得到了循环加载结束前15 s的固有耗散平均值 $\bar{d}_1$, 即该工况下材料的固有耗散.

图3给出了FV520B钢的固有耗散 $\bar{d}_1$ 随应力幅 σ_a 的变化情况. 从图中可以看出, 随着应力幅的提高, 材料的固有耗散不断增强. 并且, 在应力幅 $\sigma_a=360$ MPa附近, 固有耗散前后发生了一个比较明显的转折. 以此将数据对(σ_a, $\bar{d}_1$)分为上下2部分, 并分别进行线性拟合. 2条拟合直线的交点就确定了固有耗散的拐点, 其对应的应力幅值为357.48 MPa,

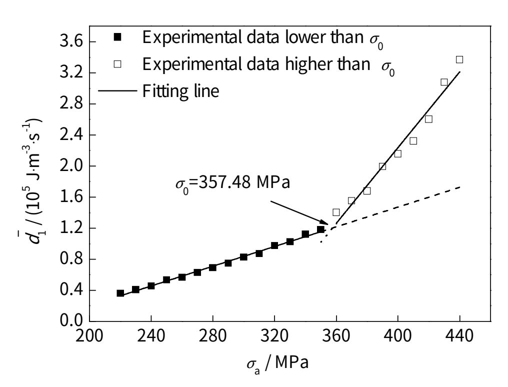


图3 固有耗散随应力幅的变化

Fig.3 Intrinsic dissipation dependent of stress amplitude (σ_0—fatigue limit, $\bar{d}_1$—intrinsic dissipation)

而上下2条拟合直线的斜率则分别为635.21和2436.59, 前后相差了近4倍. 这一现象表明: 材料高周疲劳的固有耗散产生机制在拐点处发生了转变, 即材料微结构的运动机制发生了转变. 为此, 结合Granato-Lücke位错钉扎模型和Frank-Read位错增殖理论进行分析. 在FV520B钢的组织内部, 存在溶质原子、空位等位错线的弱钉扎点, 同时还存在第二相、位错缠结点和晶界等位错线的强钉扎点. 对于拐点以下各点, 随着应力幅值的增大, 位错将逐渐从弱钉扎点上脱钉, 而在强钉扎点之间做往复摆动, 位错线摆动扫过的面积与固有耗散成正比. 值得说明的是, 位错线在强钉扎点之间的摆动是可逆的, 并不造成位错结构的实质性变化, 应力卸载后位错线又回到初始位置, 因而, 材料不会发生疲劳损伤. 对于拐点以上各点, 位错线将偏离其平衡位置很远, 造成永久滑移, 并且随着应力幅值的增大, 强钉扎点将开始出现脱钉并参与滑移, 而部分始终无法脱钉参与滑移的强钉扎点将会成为位错源, 不断产生新的位错. 永久滑移的产生、强钉扎点的脱钉及位错的增殖都属于材料微结构的不可逆变化, 引起材料的熵产, 并造成固有耗散的急剧增加. 材料微结构的这种不可逆演变正是高周疲劳损伤产生的根本原因. 因此, 固有耗散的拐点对应于其产生机制的转变, 从单纯地由材料微结构的可逆运动(位错线在强钉扎点之间的摆动)引起, 到由材料微结构的可逆运动和不可逆运动(永久滑移的产生、强钉扎点的脱钉以及位错的增殖)共同引起. 并且, 拐点的应力幅值就是材料的疲劳极限 σ_0 = 357.48 MPa.

另外, 从图3中还可以看出, 疲劳极限以下的应力幅值与固有耗散具有良好的线性关系, 并且此时的固有耗散应完全由微结构的可逆运动引起. 于是假设, 这种线性关系对疲劳极限以上各点仍然适用, 如图3中虚线所示. 从实验数据中减去利用疲劳极限以下线性关系外推所得的数据, 可以计算出疲劳极限以上各应力幅值(360~440 MPa)下微结构不可逆演化引起的固有耗散部分, 结果见图4.

图5为应力幅值380和400 MPa下FV520B钢在整个疲劳寿命中的固有耗散变化. 从图中可以看出, 固有耗散在整体上保持基本稳定, 这说明在恒定应力幅下材料的微结构演化是以相对稳定的速率进行的. 在整个高周疲劳断裂过程中, 材料损伤的演化进程可以通过与微结构不可逆变化相关的固有耗散部分的累积来定量表征. 当这个累积量达到一个临界值 E_C 时, 材料即发生疲劳失效. 并且, 这个临界值是一个与加载历史无关的材料常数. 结合图4中应力幅值380和400 MPa下的数据, 可以得到材料在整个疲劳寿命中累积的与微结构不可逆演化相关的固有耗散部分, 即疲劳破坏的临界值 E_C. 将在这2个应力幅值下得到的临界值进行比较, 发现二者相差不大(分别为 1.3149×10^{10} 和 1.2901×10^{10} J/m^3), 这在一定程度上验证了前文的假设(关于疲劳极限以上由微结构可逆运动引起的固有耗散的计算). 为了减小误差, 取二者平均值

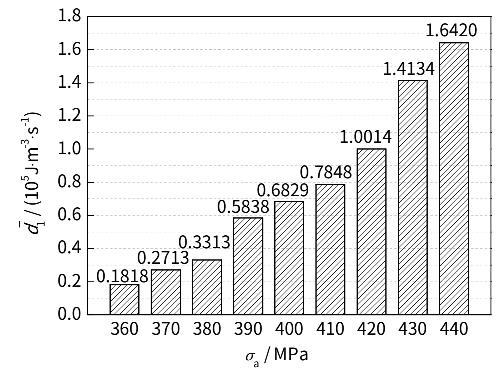


图4 微结构不可逆演化引起的固有耗散

Fig.4 Intrinsic dissipation caused by the irreversible microstructure evolution

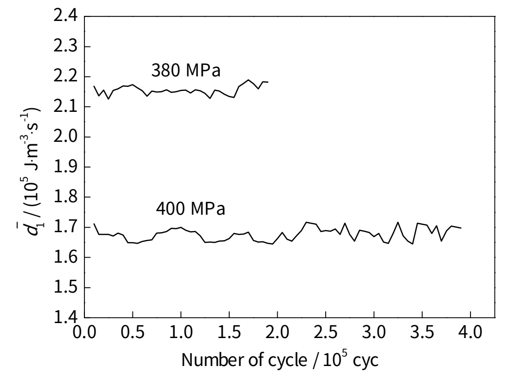


图5 固有耗散在整个疲劳寿命中的演化

Fig.5 Evolution of intrinsic dissipation during the whole fatigue life

1.3025×10^{10} J/m^{3}作为材料的实际疲劳破坏临界值 E_C. 进而结合图4中的数据, 经简单计算可以得到各应力幅值下的疲劳寿命 N_f. 利用最小二乘法, 将数据对(σ_a, N_f)在双对数坐标下进行线性拟合, 从而确定了FV520B钢在50%存活率下的应力-寿命曲线, 即S-N曲线, 如图6所示.

图7为对同一根试件进行的7组分级加载实验的实验结果. 从图中可以看出, 相同应力幅下的固有耗散在各组之间并无显著差异, 这说明FV520B钢的高周疲劳损伤不受加载次序的影响, 换言之, 该材料的损伤演化速率仅由应力幅值决定, 与加载历史无关. 与此同时, 这也验证了仅用一根试件来进行不同应力幅下固有耗散测定的合理性. 另外, 根据Granato-Lücke位错钉扎模型, 在300和320 MPa下材料的固有耗散应由位错线在强钉扎点之间的摆动引起, 然而, 随着疲劳损伤的不断演化, 这种摆动引起的固有耗散却并没有受到强钉扎点脱钉以及位错密度增加的影响.

图8为不同频率下进行的分级加载实验的实验结果. 从图中可以看出, 在相同应力幅下, FV520B钢的固有耗散随加载频率的增加不断增大, 且与加载频率基本保持正比例关系. 这说明相同应力幅下每一周循环加载造成的材料疲劳损伤是恒定的, 与加载频率无关. 因此可以推断, 在本研究的加载频率范围以内, FV520B钢的疲劳寿命仅由应力幅值决定, 不受加载频率的影响.

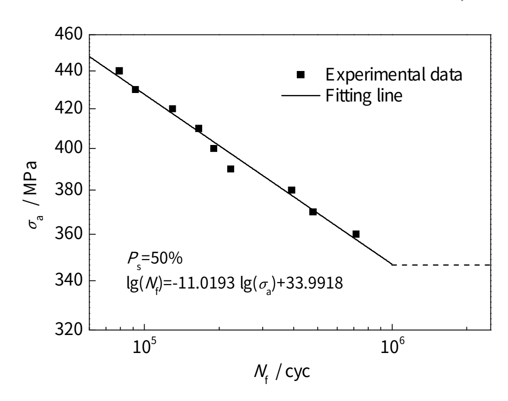


图6 FV520B钢的S-N曲线

Fig.6 S-N curve of FV520B steel (N_f —fatigue life, P_s —survival probability)

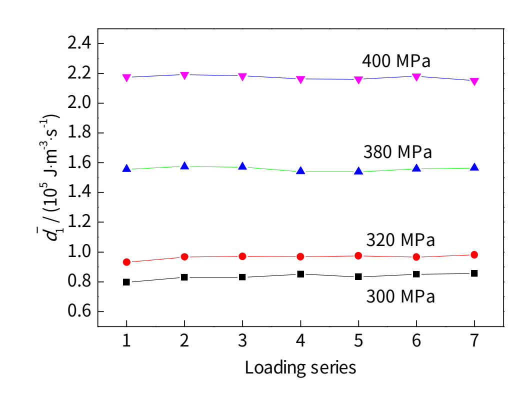


图7 固有耗散随加载序列的变化

Fig.7 Intrinsic dissipation dependent of loading sequences

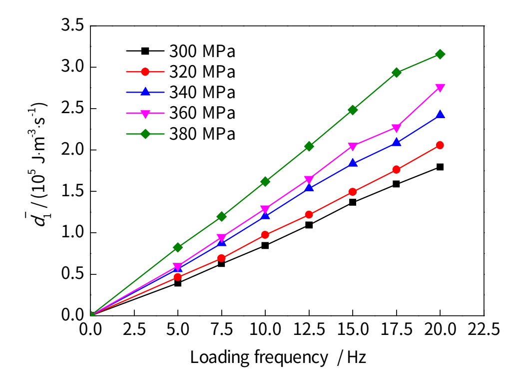


图8 固有耗散随加载频率的变化

Fig.8 Intrinsic dissipation dependent of loading frequencies

4 结论

(1) 固有耗散的本质是材料在单位时间内非热传导引起的熵产部分的能量表现形式. 以固有耗散作为疲劳损伤指标来定量描述高周疲劳过程中材料微结构的演化速率具有明确的物理意义.

(2) FV520B钢在恒定交变应力幅下具有相对较稳定的损伤演化速率, 且损伤演化速率由应力幅值决定, 与加载次序无关; 每一周加载造成的疲劳损伤也不受加载频率的影响. 当FV520B钢在疲劳过程中累积的与微结构不可逆演化相关的固有耗散部分达到一个临界值时, 材料即发生疲劳失效, 且这个临界值是一个与加载历史无关的材料常数.

参考文献

[1] Zhou Q Q, Zhai Y C. *Acta Metall Sin*, 2009; 45: 1249
(周倩青, 翟玉春. 金属学报, 2009; 45: 1249)

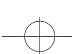
[2] Niu J, Dong J M, Xue J. *Chin J Mech Eng*, 2007; 43(12): 78
(牛 靖, 董俊明, 薛 锦. 机械工程学报, 2007; 43(12): 78)

[3] Niu J, Dong J M, Xue J, Zhang M. *Trans China Weld Inst*, 2006; 27: 101
(牛 靖, 董俊明, 薛 锦, 张 敏. 焊接学报, 2006; 27: 101)

[4] Fan J L, Guo X L, Wu C W, Deng D W. *Chin J Mater Res*, 2012; 33: 76
(樊俊铃, 郭杏林, 吴承伟, 邓德伟. 材料研究学报, 2012; 33: 76)

[5] Fan J L, Guo X L, Wu C W, Zhao Y G. *Mater Sci Eng*, 2011; A528: 8417

[6] Fan J L, Guo X L, Wu C W. *Mater Eng*, 2013; (7): 1
(樊俊铃, 郭杏林, 吴承伟. 材料工程, 2013; (7): 1)



[7] Risitano A, Risitano G. *Int J Fatigue*, 2013; 48: 214

[8] Fargione G, Geraci A, La Rosa G, Risitano A. *Int J Fatigue*, 2002; 24: 11

[9] Boulanger T, Chrysochoos A, Mabru C, Galtier A. *Int J Fatigue*, 2004; 26: 221

[10] Berthel B, Chrysochoos A, Wattrisse B, Galtier A. *Exp Mech*, 2007; 48: 79

[11] Giancane S, Chrysochoos A, Dattoma V, Wattrisse B. *Theor Appl Fract Mec*, 2009; 52: 117

[12] Connesson N, Maquin F, Pierron F. *Acta Mater*, 2011; 59: 4100

[13] Connesson N, Maquin F, Pierron F. *Exp Mech*, 2010; 51: 23

[14] Meneghetti G, Ricotta M. *Eng Fract Mech*, 2012; 81: 2

[15] Meneghetti G, Quaresimin M. *Composites*, 2011; 42B: 217

[16] Meneghetti G. *Int J Fatigue*, 2007; 29: 81

[17] Maquin F, Pierron F. *Mech Mater*, 2009; 41: 928

[18] Tong X Y, Wang D J, Xu H. *Acta Metall Sin*, 1992; 28: 163
(童小燕, 王德俊, 徐 灏. 金属学报, 1992; 28: 163)

[19] Tong X Y, Wang D J, Xu H. *Acta Metall Sin,* 1991; 27: 149
(童小燕, 王德俊, 徐 灏. 金属学报, 1991; 27: 149)

[20] Yao L J, Li B, Tong X Y. *J Northwestern Polytechnical Univ*, 2008; 26: 225
(姚磊江, 李 斌, 童小燕. 西北工业大学学报, 2008; 26: 225)

[21] Zeng W, Han X, Ding H, Liu H. *J Mech Strength,* 2008; 30: 658
(曾 伟, 韩 旭,丁 桦, 刘 浩. 机械强度, 2008; 30: 658)

[22] Li Y, Han X, Liu J, Jiang C. *Acta Mechanica Sin*, 2013; 45: 367
(李 源, 韩 旭, 刘 杰, 姜 潮. 力学学报, 2013; 45: 367)

[23] Zhang H X, Wu G H, Yan Z F, Guo S F, Chen P D, Wang W X. *Mater Des*, 2014; 55: 785

[24] Liu X Q, Zhang H Q, Yan Z F, Wang W X, Zhou Y G, Zhang Q M. *Theor Appl Fract Mech*, 2013; 67: 46

[25] Guo Q, Guo X L, Fan J L, Hou P J, Wu C W. *Acta Mechanica Sin*, 2014; 46: 931
(郭 强, 郭杏林, 樊俊铃, 侯培军, 吴承伟. 力学学报, 2014; 46: 931)

[26] Fan J L, Guo X L, Wu C W. *Int J Fatigue*, 2012; 44: 1

[27] Fan J L, Guo X L, Zhao Y G, Wu C W. *Mater Eng*, 2011; (12): 29
(樊俊铃, 郭杏林, 赵延广, 吴承伟. 材料工程, 2011; (12): 29)

[28] Lemaitre J, Chaboche J L. *Mechanics of Solid Materials*. Cambridge: University Press, 1990: 37

[29] Wang H G. *An Introduction to Thermoelasticity*. Beijing: Tsinghua University Press, 1989: 38
(王洪纲. 热弹性力学概论. 北京: 清华大学出版社, 1989: 38)

(责任编辑:毕淑娟)

